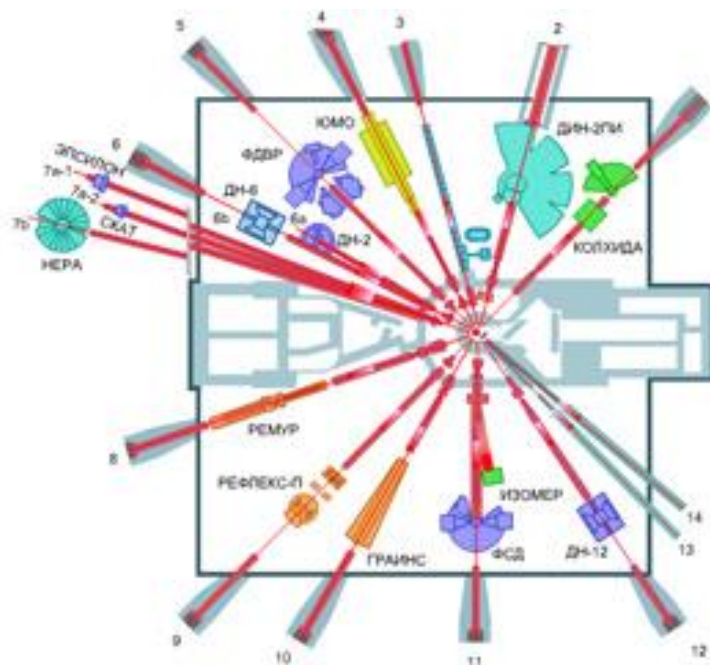


**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ,
МОЛОДІ ТА СПОРТА УКРАЇНИ
ХАРКІВСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
ІМЕНІ В. Н. КАРАЗІНА**



Прикладна фізика та матеріалознавство

*Науково-методичні праці студентів старших курсів
кафедри матеріалів реакторобудування*

*Під редакцією В.Г. Кіріченка,
С.В. Литовченка, В.А. Чишкали*

Харьков 2012

УДК 539.143.49:620.193

ББК 22.383

А-21

К-21

В.Г. Кіріченко, С.В. Литовченко, В.А. Чишкала

Прикладна фізика та матеріалознавство. . – Х.: ХНУ імені В. Н.

Каразіна, 2012. – 42 с.

Науково-методичні праці студентів старших курсів кафедри матеріалів реакторобудування присвячено дослідженню фундаментальних принципів та основних механізмів здійснення структурно-фазових перетворень в твердих тілах, що є важливішою складовою при розробці нових матеріалів для застосування в найсучасніших високих технологіях.

Для студентов старших курсов.

Табл.2. Библиогр.9

УДК 539.143.49:620.193

ББК 22.383

© Харьковский национальный университет

имени В. Н. Каразина, 2012

ЗМІСТ

Вступ	4
Дослідження спікаємості порошків діоксиду цирконію, що стабілізований оксидом ітрію. Бізін М.С.	6
Дослідження термо-механічних властивостей композитів молібден – силіцидне покриття. Гравнова Л.В.	8
Формування вакуумно-дугових надтвердих TiN покриттів Зуйко І.С.	11
Фізико-хімічні процеси отримання металургійного кремнію та його первинної обробки. Кунда А.Г.	14
Вплив частково стабілізованого діоксиду цирконію на процес спікання корундової кераміки. Лагутін Р.В.	17
ВПЛИВ ОПРОМІНЕННЯ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СТАЛІ X18H10T. Леонов В.Н.)	20
ЗАЛИШКОВІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ДОМІШКИ В СОНЯЧНОМУ КРЕМНІЇ ТА МОЖЛИВОСТІ ЇХНЬОГО ВИДАЛЕННЯ Манучарян Й.А.	23
Морфологія та адгезійна міцність іонно-плазмових покриттів Немченко У.С.	26
Дифузія і корозія в цирконієвих сплавах Потіна Т.С.	29
Вплив іонного опромінення на структуру поверхні сплавів Цирконію. Старостенко С.В.	31
Створення нікелевих жароміцних сплавів для лопаток газотурбінних двигунів. Цинкуш Г.В.	34
Вплив ефекту Доплера другого порядку на розподіл Нейтронів. Шагалін Д.А.	37

Вступ

В наступний час велике значення мають теоретичні і експериментальні дослідження, результати яких формують відкриття нових або уточнення відомих фізичних закономірностей розвитку природи і є вихідними положеннями для розвитку нових концепцій, принципів і методів отримання наукових знань у конкретних галузях науки. До таких напрямків відносяться такі:

Вивчення впливу зовнішніх чинників (температури, механічних напружень, статичних електричних і магнітних полів, електромагнітного поля, радіаційного опромінення) на фізичні властивості твердих тіл.

Термодинаміка та фазові перетворення у твердих тілах. Атомна структура та фазові переходи в адсорбованих шарах на поверхні твердих тіл та у плівках.

Домішки та їхні агрегати, їхня динаміка та перебудова, сегрегаційні явища, дифузійні явища у твердих тілах та на їхній поверхні.

Екстремальні властивості та структурні стани, нанокристали, квазікрystalли, аморфізація.

Фізичні властивості низьковимірних систем. Фізичні основи цілеспрямованого формування складу та структури матеріалів у компактному та низьковимірних станах, що мають нові корисні властивості.

Атомна структура ідеальних і реальних поверхонь, приповерхневих шарів і тонких плівок. Міжатомна взаємодія в низьковимірних системах і її

вплив на поверхневі властивості. Поверхнєве масоперенесення: дифузія, змочування, розтікання.

Фізичні основи методів спрямованого змінення поверхневих властивостей, створення захисного покриття, тонких плівок і епітаксціальних структур.

Вивчення фізичних процесів утворення дисперсних систем, їх стабільності та процесів руйнування.

Деяким конкретним питанням з цих напрямків і присвячено науково методичні праці, які приведено нижче.

Дослідження спікаємості порошків діоксиду цирконію, що стабілізований оксидом ітрію

Бізін М.С. (науковий керівник доц. Чишкала В.О.)

Результати фундаментальних досліджень структури та властивостей оксидних порошків є базою для створення сучасних керамічних, зокрема оксидних, матеріалів з високими експлуатаційними характеристиками.

Найпростішим варіантом отримання цирконієвої кераміки з високими механічними характеристиками є консолідація порошкової сировини методом спікання у вакуумі. Така технологія за умови оптимізації складу сировини та умов спікання дозволяє виготовити кераміку зі щільністю 6,0-6,1 г/см³ [1].

Метою роботи є оптимізація технології вакуумного спікання кераміки складу $\text{ZrO}_2\text{-3\%Y}_2\text{O}_3$ з максимальною щільністю та мінімальним розміром зерен та пор без зовнішнього тиску. В роботі використовували порошки виробництва Донецького ФТІ зернистістю 20-28 нм та насипною щільністю 0,6 г/см³ [2].

Попереднє компактування порошку на гідравлічному пресі під тиском до 500 кг/см² дозволяло отримувати зразки з щільністю 2 г/см³. Для отримання зразків з більшою щільністю необхідно підвищити тиск пресування, але це призводить до появи перепресувальних тріщин, які при подальшому спіканні зберігаються.

Спінанням попередньо пресованих зразків з негранульованого нанопорошку $ZrO_2-3\%Y_2O_3$ при 1450 - 1550 °C не вдалося отримати зразки з необхідною щільністю.

Експерименти з компактування нанопорошків зазначеного складу при широкому варіюванні умов технологічної обробки показали, що грануляція нанопорошку дозволяє суттєво збільшити (до 4000 кг/см²) тиск попереднього пресування матеріалу.

Прийнятною до реалізації в наших лабораторних умовах виявилася грануляція шляхом виготовлення з нанопорошку водно-спиртового шлікера, його наступного висушування та обробці в шаровому млині. Застосування такої додаткової обробки дозволило отримати гранульовані порошки з насипною щільністю 1.52 – 1.7 г/см³ та щільністю після пресування на гідропресі 3.05 – 3.28 г/см³.

Наступне спікання в вакуумі дозволило підвищити щільність зразків до бажаних показників (6 г/см³).

Конкретні технологічні параметри спікання зразків з гранульованого та негранульованого порошку $ZrO_2-3\%Y_2O_3$ у вакуумі приведені в таблиці 1.

Таблиця 1

Щільність зразків (ρ) при різних температурах спікання та при тривалості високотемпературної витримки 30 хвилин.

	з негранульованого	з гранульованого
--	--------------------	------------------

	нанопорошку			нанопорошку		
T, °C	1450	1500	1550	1450	1480	1500
ρ , г/см ³	4.55	5.25	5.85	5.43	5.73	5.91

Список літератури

1. Слосман А.И. Электроразрядное спекание керамики на основе диоксида циркония / А.И. Слосман, С.В. Матренин. // Огнеупоры. – 1994. - № 1. – С. 4-7.
2. Константинова Т.Е. Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии / Т.Е. Константинова, И.А. Даниленко, В.В. Токий. // Академпериодика, 2004. – Т. 2. - Вып.2. – С. 609-631.
3. Кульков С.Н. Структура, фазовый состав и особенности технологии наносистем на основе стабилизированного диоксида циркония / С.Н. Кульков, С.П. Буякова. // Российские нанотехнологии. – 2007. – Т. 2. - № 1-2. – С. 119-132.

Дослідження термо-механічних властивостей композитів молібден – силіцидне покриття

Гравнова Л.В. (науковий керівник - доц. Литовченко С.В.)

Композиційні матеріали мають низку переваг в порівнянні з традиційними матеріалами (наприклад, можливість корегування структури і властивостей

при виготовленні, результуючі властивості, що перевищують аналогічні показники окремих складових композиту, та інше) [1].

Порівняння наявних даних з різних аспектів еволюції структури конструкційних і функціональних композиційних матеріалів свідчить про відсутність єдиного підходу при описі технологій та досліджених об'єктів. Немає однозначної відповіді, які структурні або фазові показники є визначальними або суттєвими при реалізації конкретних експлуатаційних властивостей. Все це призводить до низького відтворення властивостей матеріалів.

Силіциди тугоплавких металів знаходять широке застосування в різноманітних галузях науки і техніки як конструкційні матеріали для отримання спеціальних виробів, як складова частина композиційних матеріалів, захисних високотемпературних покриттів, тонкоплівкових пристроїв [2].

Серед силіцидів вагоме місце посідають силіциди молібдену. Більшість робіт з вивчення високотемпературних матеріалів на основі силіцидів молібдену стосуються або технологічних аспектів їхнього формування та експлуатації, або фундаментальних фізико-хімічних питань (термодинаміки та кінетики силіциювання).

Роботу присвячено дослідженню деяких фізико-механічних властивостей композитів молібден - силіцидне покриття. Покриття отримували

дифузійним насиченням з порошкових середовищ активованим і вакуумним парофазним методами.

Утворення і розвинення тріщин в матеріалі при механічних і термічних навантаженнях досліджені методом акустичної емісії . Визначено мікротвердість та структурні особливості окремих силіцидних фаз.

Руйнування зразків вивчали, по-перше, при одноосьовому навантаженні з максимальним навантаженням 500 кг і швидкістю деформації до 0,3 мм/с при кімнатних температурах і, по-друге, при нагріванні до 1800 °С в режимі термоциклів без зовнішнього механічного навантаження.

Експерименти з термоциклів проводили на молібденових U-подібних зразках з покриттям товщиною близько 500 мкм. Дослідження проводили у спеціальному високотемпературному стенді шахтного типу з водоохолоджуваними струмопідводами, нагрів зразків проводили прямим пропусканням струму, сигнал акустичної емісії отримували з датчика, закріпленого на холодній хвостовій частині зразка.

Встановлено, що метод акустичної емісії дозволяє визначити початок стадії руйнування композиту (небезпечне розтріскування силіцидного шару). Помічено, що зразки композитів, які отримані вакуумним парофазним методом, мають кращі механічні характеристики.

Зразки, при отриманні яких використовували активований метод, характеризуються великою розбіжністю показників міцності, що обумовлено

індивідуальними особливостями структурно-фазового стану та підвищеною дефектністю покриттів.

Можна припустити, що використання багат шарових силіцидних покриттів, отриманих через нижчі силіцидні фази, дозволить значно підвищити механічні характеристики композитів.

Список літератури

1. Композиционные материалы / Под ред. Д.М.Карпиноса. - Киев : Наук.думка, 1985. - 591 с.
2. High Temperature Structural Silicides // Pros. of the First High Temperature Structural Silicides Workshop, USA, 1991 - Elsevier Sci. Publ., Amsterdam, 1992. - 278 p.
3. Семашко Н.А. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении / Семашко Н.А., Шпорт В.И., Марьин Б.Н. и др. // Под общей ред. д-ра техн. наук, проф. Семашко Н.А., канд. техн. наук Шпорта В.И. – М.: Машиностроение, 2002. – 240 с.

Формування вакуумно-дугових надтвердих TiN покриттів

Зуйко І.С. (науковий керівник - д.т.н. Андреев А.О.)

У зв'язку з тим, що подальше поліпшення конструкційних матеріалів практично себе вичерпало, залишається шлях покращення поверхні

матеріалів за рахунок модифікації поверхні. Актуальним напрямом є осадження різного роду функціональних покриттів. Найбільш ефективними є покриття, синтезовані вакуумно-дуговим методом [1].

Основним недоліком таких покриттів є необхідність нагріву поверхні виробу в процесі очищення і осадження до відносно високих температур ($T \geq 400\text{ }^{\circ}\text{C}$), що дуже обмежує цей метод [2]. Тому був розроблений вакуумно-дуговий метод осадження покриттів з застосуванням іонної імплантації, яка забезпечує зниження температури виробів до рівня $100\text{--}150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (що для багатьох конструкційних сталей є необхідним) [3].

Покриття TiN були отримані з використанням модернізованої вакуумно-дугової установки «Булат-6». У ній можливо осадження цих покриттів як методом традиційного вакуумно-дугового осадження, так і з застосуванням плазмової іонної імплантації. Випаровуваний матеріал – титан марки VT1-0. Струм дуги складав 90 А. Тиск азоту у камері становив $0,4\ldots 0,665\text{ Па}$. Відстань від випарника до підкладинки – 250 мм. Матеріали підкладинки – сталь X18H10T та мідна фольга завтовшки 0,2 мм. В процесі осадження на підкладинку подавали імпульси від’ємного потенціалу тривалістю 10 мкс з частотою 7 кГц і амплітудою 2 кВ, а також постійний потенціал $-5\ldots -400\text{ В}$. Для порівняння проводили осадження покриттів TiN при такому ж тиску при постійному потенціалі підкладинки 230 В.

Були отримані TiN покриття, нанесені вакуумно-дуговим способом з іонною імплантацією (РВІІД) товщиною до 7 мкм, що мають твердість

40...68 ГПа. Синтез покриттів здійснювався в діапазоні температур підкладки 105...460 °С, що дозволяє наносити покриття на поверхню виробів з конструкційних сталей, мідних та алюмінієвих сплавів. В результаті подачі від'ємного постійного та імпульсного зсувів формується мононітрид титану з кубічними ґратами структурного типу NaCl переважно з текстурою [111], [200] і [220] при низькому від'ємному потенціалі підкладки та [111] - при відносно високому (-230В).

Порівняння структури і напруженого стану покриттів нітриду титану, отриманих за стандартною схемою без додаткових високочастотних високовольтних імпульсів та за наявності таких імпульсів, свідчить, що до особливостей впливу імпульсного режиму можна віднести значне зменшення розмірів кристалітів (до 14 нм), відсутність їхньої орієнтації при невеликих потенціалах підкладки (-5 ... -40 В), а також значне зниження внутрішніх напружень.

Відпал у вакуумі при температурі 700 °С протягом 2 годин призводить до зменшення твердості покриттів на 6...25 %.

Список літератури

1. А.А. Андреев, Л.П. Саблев, С.Н. Григорьев. Вакуумно-дуговые покрытия. ННЦ ХФТИ, 2010, 318 с.
2. О.В. Соболев, А.А. Андреев, С.Н. Григорьев и др. Механические характеристики, структура и напряженное состояние вакуумно-дуговых TiN-покрытий, осажденных при подаче на подложку высоковольтных

импульсов в процессе осаждения // Вопросы атомной науки и техники. - 2011. - № 4. - С.174-177.

3. А.А. Андреев, В.А. Столбовой, И.В. Сердюк. Вакуумно-дуговые сверхтвердые TiN покрытия и их использование для упрочнения инструментов // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2011. – № 2/5 (50). – С. 65–69.

Фізико-хімічні процеси отримання металургійного кремнію та його первинної обробки

Кунда А.Г. (науковий керівник – доц. С.В. Литовченко)

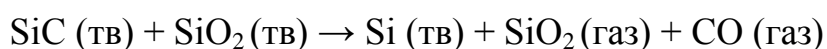
Розрахунки свідчать, що використання енергії сонячного випромінювання лише з 1,5% поверхні Європи може повністю задовольнити сучасні енергетичні потреби всього людства. Виключну роль у сучасній промисловій фотоелектроенергетиці відіграють фотоперетворювачі на основі монокристалічного, полікристалічного та аморфного кремнію.

Зростаючі вимоги до працездатності та продуктивності фотоелектричних перетворювачів висувають більш жорсткі вимоги до матеріалів, в першу чергу – до чистоти кремнію.

Одним із способів отримання кремнію є відновлення оксиду кремнію SiO_2 при високих температурах металами-відновлювачами: магнієм і алюмінієм.

При відновленні металевим алюмінієм отримують кристалічний кремній. Кількості теплоти, що виділяється при реалізації цього процесу, не вистачає для розплавлення кремнію та оксиду алюмінію. Для зниження температури плавлення продуктів реакції в суміш додають сірку і додаткову кількість алюмінію. При реакції утворюється легкоплавкий сульфід алюмінію, а краплі розплавленого кремнію опускаються на дно тигля.

Кремній технічної чистоти (95-99%) отримують відновленням діоксиду кремнію SiO_2 вуглецем в електричній дузі між графітовими електродами. Результуюча реакція може бути представлена у вигляді:

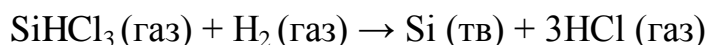


Після спеціальної обробки промиванням можна отримати продукт чистотою до 99,9%.

Для подальшого очищення кремнію від домішок необхідно застосовувати процес рафінування, який протікає в декілька стадій. Спочатку хлоруванням технічного кремнію отримують тетрахлорид кремнію. Після цього пара тетрахлориду кремнію взаємодіє з парою цинку, після чого тетрахлорид кремнію відновлюють воднем. Кремній виходить в вигляді дрібнодисперсного порошку.

Зараз найбільш розповсюдженим є метод виробництва полікристалічного кремнію з використанням процесу і реактора Сіменса. Сіменс-процес – це

процес хімічного осадження полікремнію з газової фази. Зливки полікремнію одержують за технологією водневого відновлення галогенних сполук (трихлорсиланів) при високій температурі. Відновлення здійснюється в атмосфері водню за реакцією



При цьому полікремній осаджується на стрижні-затравки, що розташовані в Сіменс-реакторі з охолоджуваним сфероподібним корпусом. За зазначеною технологією одержують значну частку кремнію (близько 80% загальних об'ємів виробництва).

Технічно прийнятним та економічно привабливим є також метод одержання полікристалічного кремнію шляхом розкладання високочистого силану SiH_4 .

Шляхом сплавлення технічного кремнію та магнію у водні при $550\text{ }^\circ\text{C}$ одержують силіцид магнію Mg_2Si , який потім розкладають хлоридом амонію. Процес відбувається в середовищі рідкого аміаку при $-30\text{ }^\circ\text{C}$. Відокремлюваний моносилан далі надходить на ректифікаційне очищення, у результаті якого вміст домішок зменшується до рівня 10^{-8} - $10^{-7}\text{ } \%$.

Постійне зростання обсягів виробництва кремнію для фотоелектричних перетворювачів енергії та все жорсткіші вимоги до економічності та екологічності виробництва є стимулом для удосконалення зазначених базових технологій на основі фундаментальних та прикладних наукових досліджень.

Список літератури

1. Басин А.С. Получение кремниевых пластин для солнечной энергетики / А.С. Басин, А.В. Шишкин // Новосибирск, 2000. – 196 с.
2. Таран Ю.Н. Полупроводниковый кремний: теория и технология производства / Ю.Н. Таран, В.З.Куцова, И.Ф.Червоный и др. // Запорожье: ЗГИА, 2004. – 344 с.

Вплив частково стабілізованого діоксиду цирконію на процес спікання корундової кераміки

Лагутін Р.В. (науковий керівник- доц. Чишкала В. О.)

В сучасних технологічних процесах досить поширені установки та апарати, складовими елементами яких є деталі з корундової кераміки, що працюють в умовах дії підвищених термомеханічних навантажень. Удосконалення та розвинення технологій часто супроводжується більш жорсткими умовами використання матеріалів. Саме через це останнім часом до міцності та термостійкості корундової кераміки також висувають більш високі вимоги [1]. Значною мірою зазначені властивості визначаються

мікроструктурою кераміки. В останні роки в світовій практиці для створення в корундовій кераміці структури, яка забезпечує підвищені міцність та термостійкість, застосовують введенням в матрицю оксиду алюмінію дрібнодисперсних частинок діоксиду цирконію при їхньому рівномірному розподілі по всьому об'єму матеріалу[2]. Фазові перетворення в ZrO_2 дозволяють створити у корундовій кераміці трансформаційно-зміцнену структуру, яка в умовах дії підвищених термомеханічних навантажень перешкоджає руйнуванню матеріалу[3].

Ультрадисперсну композицію складу $Al_2O_3 + 10\%(ZrO_2 + 5\%Y_2O_3)$, мас.%, отримували змішуванням і подрібненням солей відповідних компонентів (оксихлорид цирконію та азотнокисний ітрій окремо, а також хлорид алюмінію), з подальшим термічним розкладенням сполук при температурі 800 °С. Після термообробки солей отримані конгломерати подрібнювали до утворення однорідного порошку.

Для початкового ущільнення зразків в порошок додавали водний розчин етилового спирту в кількості до 10%, отриману композицію піддавали холодному двосторонньому пресуванню у сталевій прес-формі при стисканні 100-120 МПа, а потім сушили для видалення залишків рідини. Отримані зразки спікали у вакуумній печі при температурах 1500-1600 °С. Макроаналіз відпалених зразків не виявив поверхневих дефектів та змін їхньої форми. Отримана щільність значно вища за початкову [3].

Зразки, спечені при 1600 °С, мали розмір зерна 0.3 – 3 мкм. Розміри окремих зерен перевищували 10 мкм. Це пояснюється можливим виникненням рідкої фази під час високотемпературної обробки навіть при такій температурі. З помічених особливостей структури та зроблених відносно цього припущень витікає, що підвищення температури спікання є недоцільним, оскільки призведе до значного зростання зерна та до погіршення внаслідок цього механічних властивостей кераміки. У зразків, спечених при 1550 °С, спостерігалися прийнятна щільність (до 96%) та відсутність великих зерен (середній розмір зерна 0,3-1 мкм).

При виконанні роботи були отримані зразки корундової кераміки з рівномірно розподіленим тонкодисперсним діоксидом цирконію. Механізми підвищення термомеханічних властивостей кераміки ґрунтуються на тетрагонально-моноклінному перетворенні ZrO_2 , яке супроводжується значними об'ємними змінами. Ініціатором перетворення є напруження, що виникають при фазовому переході дрібних частинок метастабільної тетрагональної модифікації ZrO_2 в стабільну моноклінну перед вершиною тріщини, яка може розвиватись під час служби, внаслідок чого розвиток тріщини припиняється.

Список літератури

1. Лукин Е.С. Прочная корундовая керамика / Е.С. Лукин, Н.А. Попова, Д.Л. Цецхладзе // Огнеупоры. – 1991. – №3. – С. 10-15

2. Алексеенко В.И. Технология получения нанокристаллических порошков на основе диоксида циркония / В.И. Алексеенко, И.А. Даниленко, Т.Е. Константинова. // Международная конференция "Передовая керамика - третьему тысячелетию" : тезисы докл. Киев, Украина, 5-9 ноября 2001 года / Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Укр. материаловед. ассоц. "Композиты". - К. : 2001. – 241 с.
3. Образование трансформационно-упрочненной структуры корундовой керамики при введении ZrO_2 / П.П. Криворучко, Е.А. Светличный, Н.Л. Пьяных, Э.Л. Карякина, Е.А. Денисенко // Вісник Національного технічного університету «ХПІ». – Х: НТУ «ХПІ». – 2004. – №32. – С. 124–130.

ВПЛИВ ОПРОМІНЕННЯ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ СТАЛІ X18H10T

Леонов В.Н. (науковий керівник - доц. В.Г. Кіріченко)

Енергетична безпека України багато в чому визначається станом ядерної енергетики в країні. Важливою матеріалознавською проблемою галузі є підвищення експлуатаційних показників конструкційних матеріалів для ядерної техніки.

В даній роботі представлені результати дослідження структурно-фазових перетворень в аустенітній сталі X18H10T після комплексної термомеханічної обробки та опромінення. Розглянута синергетична концепція радіаційного окрихчування, яка враховує мікро-, мезо- та макроструктурні рівні пластичної деформації [1].

Метою роботи було дослідження впливу іонного опромінення на структуру поверхневих шарів сталі X18H10T та впливу електронної структури на перенесення заряду у 3d-металах.

Методами досліджень були рентгеноструктурний аналіз та месбауерівська спектроскопія на ядрах Fe^{57} в геометрії зворотного розсіяння при реєстрації електронів внутрішньої конверсії (МСКЕ).

За даними МСКЕ опромінення поверхні сталі X18H10T призводить до зворотного $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, про що свідчить зникнення ліній α -фази в спектрі. Ці процеси обумовлені як радіаційним відпалом, так і введенням дефектів, про що вказує розширення лінії γ -фази на 25%.

Необхідно відзначити, що помічені ефекти неможливо пояснити збільшенням концентрації точкових радіаційних дефектів. Можливо, що наявність локалізованих станів призводить до утворення скупчення дефектів та їхньої анігіляції, яка веде до радіаційного відпалу сильнодеформованих поверхневих шарів (завтовшки 0,1 мкм) досліджуваних аустенітних сталей. Аналогічні зміни структури і фазового складу поверхневого шару отримані

також при аналізі даних впливу γ -опромінення ($E=1,25$ MeV) на модифіковані сталі та зварні з'єднання.

Після опромінення щільність дислокацій зменшується як зі зростанням температури відпалу, починаючи з температур біля 300°C , так і при зростанні флюенсу та при підвищенні температури опромінення. Можливо, це обумовлено відмінністю процесів, які проходять при високотемпературному опроміненні.

Обумовлені опроміненням процеси перерозподілу домішок і фазових перетворень можуть вносити істотний вклад також і у зміну механічних властивостей опромінених сталей (зокрема, радіаційне окрихчування). При цьому може змінюватись характер руйнування з транскристалітного на міжкристалітний. Це відбувається через ослаблення границь зерен внаслідок збагачення домішками (фосфором). Радіаційна і теплова крихкості є подібними, причому теплова крихкість пов'язана з сегрегацією домішок на границях зерен. Крім того, існує кореляція між електроопором, зміною міцності та ступенем окрихчування, що підтверджує висловлене припущення.

Список літератури

Кіріченко В.Г. Вплив опромінення на структуру поверхневих шарів сталі X18H10T / В.Г. Кіріченко. В.М. Леонов // Вісник Харківського національного

університету імені В.Н. Каразіна - Сер. фізична "Ядра, частинки, поля". –
2010. – № 933. Вип. 4/48/. – С. 79 – 83/

ЗАЛИШКОВІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ДОМІШКИ В СОНЯЧНОМУ КРЕМНІЇ ТА МОЖЛИВОСТІ ЇХНЬОГО ВИДАЛЕННЯ

Манучарян Й.А. (науковий керівник – доц. С.В. Литовченко)

Ефективність роботи фотоелектричних перетворювачів енергії в багато в чому визначається чистотою матеріалів, що використовуються при їхньому виробництві, в першу чергу домішками в напівпровідниковому, так званому «сонячному», кремнії.

На розподіл та граничний вміст домішкових елементів впливають дві основні групи факторів. До першої належать причини, пов'язані з фізико-хімічними особливостями процесу спрямованої кристалізації. Другу групу складають контрольовані параметри процесу вирощування, а також всі фактори, що можуть порушувати стабільність умов росту монокристалу. Опис розподілу домішок в кристалі при однократній спрямованій кристалізації базується на наступних припущеннях [1]:

- розподіл домішки в рідкій фазі є рівномірним;
- дифузія домішки в твердій фазі є малою в порівнянні з дифузією в розплаві;
- фронт кристалізації рухається з постійною швидкістю;

- рідка та тверда фази мають однакову щільність;
- вміст домішки відповідає розбавленому розчину.

Найважливішими легуючими домішками є бор та фосфор, які визначають електричні характеристики сонячних елементів.

Кисень у кремнії в залежності від концентрації, форми присутності та розподілу може як позитивно, так і негативно впливати на структурні та електричні властивості кристалів. У залежності від в'язкості розплаву, характеру конвекційних потоків у розплаві, швидкості зростання кристалів концентрація кисню у вирощених кристалах змінюється від $5 \cdot 10^{17}$ до $2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, причому межа розчинності кисню в кристалічному кремнії складає $1,8 \cdot 10^{18}$, а зі зниженням температури ця величина різко зменшується.

Для зменшення концентрації кисню в кристалах кремнію з технологічного процесу намагаються максимально вилучити матеріали з киснем: замість тиглів з кварцу (SiO_2) використовують тиглі з нітриду кремнію (Si_3N_4), ретельно очищують атмосферу печі (аргон) від домішок, що містять кисень та ін.

Досягти чистоти сонячного кремнію можливо спрямованою кристалізацією рафінованого кремнію. При цьому ефективність очистки методами спрямованої кристалізації буде різною для різних домішкових елементів в залежності від їхніх властивостей та коефіцієнтів входження (розподілу). Зазначимо, що спрямованою кристалізацією кремній зовсім не очищується від кисню. Найглибшим є очищення від важких металів: Mo, W, Ta, Nb. Досить глибоким є також очищення від таких металів як Ti, V (ці метали найбільш негативно

впливають на коефіцієнт корисної дії сонячних елементів), Cr, Mn, Fe, Co, Zn, Ni, Cu, Ga, Ag. Непоганим буде очищення від лужних та легких металів (Na, Mg, Al, Li).

Методами спрямованої кристалізації дуже важко регулювати вміст таких важливих домішок, як B, P, As, Ge.

Аналіз наявних літературних даних свідчить, що для досягнення бажаних концентрацій домішок в кремнії необхідно використовувати комбіновані методи очищення та кристалізації з оптимізацією їхніх технологічних параметрів до всіх факторів, що впливають на хімічний склад та структурно-фазовий стан матеріалу.

Список літератури

1. Ежовский Ю.К. Физико-химические основы технологии полупроводниковых материалов: Учебное пособие. / Ю.К Ежовский, О.В.Денисова // Санкт-Петербург, 2005. – 80 с.
2. Непомнящих А.И. Реализация инновационного проекта «Солнечный кремний»: состояние, проблемы, перспективы / А.И.Непомнящих // Доклад на VI Байкальском экономическом форуме, Иркутск, 6-9 сентября 2008 г.

Морфологія та адгезійна міцність іонно-плазмових покриттів

Нємченко У.С. (науковий керівник – проф. В.М. Береснєв)

Іонно-плазмові покриття широко використовуються для зміцнення поверхні матеріалів, зокрема інструментальних [1].

Структура покриттів залежить від способу та технологічних параметрів їхнього формування. Робота присвячена дослідженню та порівнянню властивостей покриттів TiN та Zr-Ti-Si-N, які отримані вакуумно-дуговим методом (у сепарованому і несепарованому потоці) і покриттів на основі ZrO₂ та Al₂O₃, що отримані методом магнетронного розпилення при різних параметрах осадження. Покриття наносили на зразки сталі 45, зразки мали форму дисків діаметром 20 ÷ 25 мм, товщиною 3 ÷ 4 мм. Іншу групу зразків складали пластини з ситалу.

При отриманні покриттів на основі нітридів реакційну атмосферу утворював чистий газоподібний азот. Дослідження морфології поверхні після нанесення покриття показали, що вона вкрита пагорбами, утвореними скупченнями макрочастинок матеріалу покриття. Збільшення тиску реакційного азотного середовища призводить до того, що кількість і розмір макрочастинок у складі утворюваного покриття зменшується. Зменшення розміру макрочастинок особливо істотно при наявності у вакуумній камері активних газів, що утворюють тугоплавкі сполуки, а отже, знижується шорсткість покриттів. Це пов'язано з формуванням нітридів у поверхневому

шарі матеріалу, який випаровується, а, отже, з його теплофізичними властивостями.

Сепарація потоку призводить до зменшення кількості макрочастинок, що надає покриттю високі фрикційні характеристики та покращує його функціональні властивості.

Товщина покриттів, що отримані магнетронним розпиленням, становила 1,5 мкм. Розмір структурних елементів (9,0 нм) в таких покриттях менший за аналогічний показник покриттів, отриманих вакуумно-дуговим осадженням (25 нм). Покриття на основі Zr-Ti-Si-N мають чітку виражену стовбчасту структуру з діаметром кристалітів $40 \div 160$ нм.

Для визначення адгезійної міцності покриттів використовувався метод склерометричного аналізу. Подряпини наносилися алмазним сферичним індентором типу «Роквелл С» з радіусом заокруглення 200 мкм при безперервно наростаючому навантаженні. Реєструвалися фізичні параметри акустичної емісії, коефіцієнту тертя та глибини проникнення індентора. Результати адгезійних випробовувань зразків покриттів наведено у таблиці.

Навантаження, середнє за двома вимірами, Н	Zr-Ti-Si-N, P = 0,7 Па, потік:		TiN	ZrO ₂	Al ₂ O ₃
	несепарований	сепарований			
L_{C1} – слід від індентора	14,7	4,36	11,85	2,95	6,18
L_{C2} – початок розтріскування	26,07	7,15	30,9	11,46	10,88

L_{C3} – пластичне вдавлювання індентора в підкладинку з відслоюванням покриття	43,5	67,24	44,5	36,78	16,65
--	------	-------	------	-------	-------

Покриття, які отримані вакуумно-дуговим методом, мають адгезійну міцність на 20-70% вище, ніж покриття, отримані магнетронним розпиленням. Для покриттів Zr-Ti-Si-N, нанесених на підкладинки зі сталі 45, отриманих з сепарованого потоку, адгезійне руйнування починається при навантаженні $P = 67,24$ Н, а в разі прямого пучка - при навантаженні $P = 43,5$ Н.

Список літератури

1. Витязь П.А. Газофазное осаждение покрытий из нитрида титана // П.А. Витязь, Г.Н. Дубровская, Л.М. Кирилюк – Мн.: Наука и техника, 1983. – 96 с.

Дифузія і корозія в цирконієвих сплавах

Потіна Т.С.(науковий керівник - доц. В.Г. Кіріченко)

Ядерні і технологічні властивості цирконію і сплавів на його основі зумовили широке і практично безальтернативне їх використання як одного з кращих матеріалів оболонок твелів, що охолоджуються водою, паром і пароводяною сумішшю до 300- 350° С. Досі широко використовується радянський сплав Zr-1% Nb і американський циркалой-2, які успішно працюють у водо-водяних реакторах під тиском при температурі біля 300° С. Впродовж останніх десятиліть дослідники багатьох країн ведуть роботи із створення нових і удосконалення існуючих цирконієвих сплавів, здатних надійно працювати тривалий час в реакторних умовах при температурах 400° С і вище, але вимоги до працездатності сплавів цирконію у воді високих параметрів постійно зростають.

Дифузійні процеси значною мірою визначають поведінку реакторних матеріалів при високих температурах і в умовах впливу різноманітних зовнішніх факторів, наприклад, корозії в рідких і газових середовищах. Більш того, цирконій належить до групи перехідних 4d-металів, серед яких спостерігається явище так званої аномальної дифузії.

Внаслідок цих обставин створення нових сплавів цирконію неможливе без дослідження механізму і кінетики процесів, що протікають в агресивному середовищі під опроміненням і напруженням, без вивчення різних чинників,

що визначають поведінку сплавів у воді та парі високих параметрів, і без визначення конкретних параметрів взаємозв'язку дифузійних та корозійних процесів у сплавах.

Проведено аналіз генерації точкових дефектів під час зростання оксидних плівок при $T=300-350^{\circ}\text{C}$. Отримані раніше дані пояснюються в основному в температурному діапазоні в β -області цирконієвих сплавів. Це обумовлено тим, що швидкість самодифузії в α -фазі менша за швидкість самодифузії в β -фазі приблизно у 100 разів. Дифузія домішок в α -Zr для олова, заліза та нікелю дає низькі значення Q і D_0 при тому, що температурна залежність коефіцієнта дифузії в цирконії не підпорядковується рівнянню Арреніуса:

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

Це пов'язано з α - β -перетвореннями. В експериментах з аналізу початкової стадії корозії цирконієвих сплавів було встановлено, що на внутрішньому боці оксидної плівки формується ZrO_2 в моноклінній модифікації. При цьому було виявлено, що навіть в бінарному сплаві Zr- 1,07% Sn при корозії утворюються дрібнодисперсні оксиди SnO_2 в матриці ZrO_2 .

Дослідження домішкової дифузії в α -Zr показали існування як вакансійного (для Sb і Sn), так і міжвузловинного механізму (для Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu). Ця відмінність обумовлена малою розчинністю легуючих домішок другої групи в α -Zr і виділенням включень інтерметалідів, міграція яких в деформованих сплавах при термічному відпалі в діапазоні $300-800^{\circ}\text{C}$ відбувається з великою швидкістю.

Дифузійні процеси доповнюються процесами міграції включень в сплавах цирконію. Вони зумовлені сегрегацією частин фаз у поверхневому шарі 0,1 мкм. Максимальна швидкість міграції фаз в поверхневий шар сплавів становить $\nu=10^{-9}$ м/с при перенесенні інтерметалевих фаз в поверхневий шар при переміщенні кордонів зерен. Рухливість M кордонів зерен можна оцінити з формули

$$\nu = M \cdot \Delta F, \quad (2)$$

де ΔF - рушійна сила процесу (у тому числі запасена енергія пластичної деформації). Тоді за оцінкою рухливість M змінюється в межах 10^{-15} - 10^{-16} м²/(Дж с) для різних режимів термічної обробки деформованих сплавів.

Дослідження процесу спікання керамічної композиції

Al₂O₃ - 10% нестабілізованого ZrO₂

Реуцький О. С. (науковий керівник - доц. Чишкала В.О.)

Необхідність розв'язання різноманітних технічних завдань з використанням високотемпературних конструкційних матеріалів інтенсифікує розвиток нових технологій отримання виробів з технічної кераміки з покращеними показниками фізико-механічних властивостей.

Корундова кераміка широко застосовується при створенні різноманітних виробів для машинобудування, металургії, медицини завдяки притаманним цьому матеріалу високим показникам температурної стабільності, міцності, зносостійкості тощо.

Вагоме місце серед матеріалів на основі корунду посідає кераміка з вмістом оксиду алюмінію більше за 90 %, основною кристалічною фазою якої є корунд ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), а спеціальною добавкою - дрібнодисперсний оксид цирконію ZrO_2 . Композити зазначеного складу можна отримувати за стандартними технологіями з порошків відповідних оксидів. Аналіз відомих даних дозволив припустити, що використання оксидних порошків нанорозмірної дисперсності дозволить підвищити експлуатаційні властивості консолідованих матеріалів.

Необхідно зазначити, що поліморфізм діоксиду цирконію здебільшого є негативним фактором при отриманні високих механічних характеристик матеріалів. Стандартним методом боротьби з перетворенням «тетрагональна ґратка – моноклінна ґратка» є додавання стабілізуючих оксидів [1]. В цій роботі зазначене поліморфне перетворення є позитивним, оскільки дозволяє отримати бажану мікротріщинувату структуру [2].

Метою роботи було отримання сумішей нанопорошків Al_2O_3 та ZrO_2 , що синтезовані методом термічного розкладання солей, формування виробів з цих сумішей та відпрацювання економічного режиму їхньої високотемпературної обробки для надання необхідних механічних властивостей.

Вихідною сировиною при синтезі нанопорошків були солі $\text{AlCl}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ та $\text{ZrOCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$. Необхідну кількість матеріалів перемішували та подрібнювали за оптимізованою технологічною схемою, після чого піддавали відпалу в повітрі при температурі $800\text{ }^\circ\text{C}$. З отриманих порошків отримали композицію складу $\text{Al}_2\text{O}_3 + 10\% \text{ ZrO}_2$, я якої шляхом пресування при тиску до 400 МПа у жорсткій сталевій прес-формі виготовили вихідні зразки.

Після наступного вакуумного випалу при температурах 1550 , 1600 та $1650\text{ }^\circ\text{C}$ протягом 30 хвилин всі зразки зберегли свою форму (але не розміри). Відносна щільність при підвищенні температури випалу зростала (83% , 88% і 97% відповідно), при цьому розмір зерна також збільшувався.

Випал призводив до зменшення розмірів зразків (усадки), яка складала $23 \div 27\%$ та збільшувалася зі зростанням температури.

Середній розмір зерна в отриманій кераміці становить $0,5 \div 1,5\text{ мкм}$. Структура кераміки відзначається рівномірністю зерен за розмірами, що позитивно впливає на механічні властивості кераміки. Такі мікроструктурні характеристики кераміки обумовлені відсутністю взаємної розчинності оксидів алюмінію та цирконію, через що вони є бар'єром для росту зерен обох компонентів у процесі спікання.

При виконанні роботи з'ясовані оптимальні технологічні параметри консолідації отриманих порошків. Була отримана кераміка з відносно високою щільністю та субмікронною величиною зерна, що сприяє покращенню механічних і термомеханічних властивостей матеріалу.

Список літератури

1. Ondic H.M. Phase Diagrams for Zirconium and Zirconia Systems. / Ondic H.M., McMurdie H.F.— USA. — Hardcover, 1998.—525 p.
2. Прохоров И.Ю. Термостойкость оксидных керамических материалов / И.Ю. Прохоров. // Огнеупоры и техническая керамика. — 2002. — № 5. — С. 37-47.

Вплив іонного опромінення на структуру поверхні сплавів цирконію

Старостенко С.В. (науковий керівник — доцент Кіріченко В.Г.)

Месбауерівська спектроскопія дозволяє інформативно досліджувати електронну і спінову структуру, локальне атомне оточення ядер зондів (Fe^{57} , Sn^{119} , I^{129}) в металах та сплавах.

Застосування месбауерівської спектроскопії у вивченні цирконію та його сплавів з добавками Fe^{57} і Sn^{119} сприяло здобуттю нових даних про структуру та фазовий склад сплавів, про фазові перетворення та процеси сегрегації в сплавах при комплексній термомеханічній обробці, електронному та лазерному опроміненні, корозії [1]. При отриманні та трактуванні

експериментальних даних про структуру та фазовий склад цирконієвих сплавів необхідно враховувати наступне:

- існування малої розчинності більшості металевих легуючих добавок і великої розчинності технологічних добавок в α -Zr;
- чималу розчинність низки металів в β -області діаграм стану Zr-M;
- необхідність враховувати внесок α - та β -стабілізаторів при легуванні цирконію;
- наявність у складі нанорозмірних включень інтерметалевих фаз

Метою даної роботи є вивчення структури інтерметалевих фаз при опроміненні та послідовності фазових перетворень в приповерхневих шарах цирконієвих сплавів при подальшому термічному відпалі.

Представлені результати дослідження впливу іонного опромінення на структуру поверхневих шарів сплавів цирконію. Опромінення призводить до утворення аморфних фаз у шарі глибиною до 0,3 мкм. Виявлено, що термічний відпал опромінених зразків сплавів призводить до фазового перетворення з двома стадіями, яке закінчується формуванням кристалічних фаз. Порівняння даних для модельних та реальних сплавів дозволило виділити характерні особливості поведінки сплавів при імітаційному та нейтронному опроміненні.

В модельних цирконієвих сплавів після іонного опромінення формуються аморфні та метастабільні фази, причому температури кристалізації і ентропія активації кристалізації залежать від складу сплавів. В бінарному сплав Zr-Fe

ці фази при наступному ізохронному відпалі кристалізуються у вихідну фазу Zr_3Fe .

Процес формування кристалічної фази контролюється рухом міжфазних і міжзеренних кордонів. Показано, що процеси утворення аморфних фаз та формування при відпалі метастабільних і кристалічних фаз відображають існуючі режими експлуатації сплавів цирконію, перетворення з кристалічної в аморфну фазу і навпаки.

На модельних цирконієвих сплавах отримано експериментальні дані зі збагачення поверхні атомами заліза у складі інтерметалевих фаз типу Zr_3Fe . Ці дані корелюють з даними про підвищення концентрації заліза поблизу поверхні сплаву в умовах експлуатації, що ілюструють 3D-діаграми зміни спектрів розсіяння опроміненої іонами поверхні сплавів цирконію в залежності від температури ізохронного відпалу. Дані з іонного опромінення зведені з аналізом результатів нейтронного опромінення сплавів циркалой-2 та інших [2], що представлені у вигляді 3D-діаграм.

Список літератури

1. Кириченко В.Г., Кирдин А.И. Ядерно-физическое металловедение сплавов циркония // Вісник Харківського національного університета. Сер. фізична "Ядра, частинки, поля". - 2008. - №. 823. - Вип. 3/39/. - С.25-45.

2. Kobylyansky G., Novoselov A., Ostrovsky Z. e.a. Irradiation-induced growth strain and microstructure of recrystallized, cold-worked and quenched alloys Zry-2, NSF and E635 / 15th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, June 24–28, 2007, Sunriver Resort, Oregon, USA.

**Створення нікелевих жароміцних сплавів для
лопаток газотурбінних двигунів.**

Цинкуш Г.В. (науковий керівник – к. ф.-м. н. Тихоновський М.А.)

Вперше жароміцні сталі для авіаційних двигунів були створені в 30-ті роки минулого століття (фірма Крупп, Германія). Дослідження зі створення нових жароміцних матеріалів з підвищеними експлуатаційними характеристиками (температурна та тривала стійкість) призвели до розробки сплавів на основі нікелю, які сьогодні посідають одне з перших місць за обсягом виробництва та масштабами застосування серед високотемпературних матеріалів конструкційного призначення.

Успішна розробка сплавів на основі нікелю базується на унікальних структурних та фазових властивостях діаграми стану системи Ni-Al. В системі Ni-Al формується двофазна структура, що складається з

твердорозчинної матриці γ та армуючої фази типу γ' . Ці фази мають однакові кристалічні ґратки і когерентно пов'язані між собою.

Основні принципи створення жароміцних сплавів на основі цієї системи полягають у наступному:

- дисперсійне зміцненні γ -твердого розчину,
- дисперсійне зміцненні γ' фази;
- створенні двофазної структури;
- досягнення максимального опору переміщенню дислокацій при високих температурах.

При виконанні цих умов структурно-фазова система сплаву повинна відрізнятися максимальною стабільністю. Наступне утворення і зростання нових фаз та дифузійні процеси, які супроводжують ці процеси, суттєво впливають на весь комплекс механічних властивостей жароміцних сплавів.

Структурно-фазовий стан сучасних сплавів на основі системи Ni-Al для монокристалічних лопаток газотурбінних двигунів являє собою складний та компроміс між двома основними факторами. Перше - це прагнення до максимального утримання елементів для підвищення опору повзучості та збереження стабільності структури. Друге - це запобігання утворенню щільноупакованих фаз з ігольчастою або пластинчастою структурою, що зменшують опір циклічним навантаженням та сприяють розвитку термомеханічної втоми сплаву [1].

Новий імпульс розвитку технології отримання монокристалічних жароміцних сплавів на нікелевій основі дало використання методів спрямованої кристалізації сплавів системи Ni-Al. Сучасна комбінована технологія отримання монокристалічних зливків турбінних лопаток дозволяє отримати досить досконалі монокристали будь-якої заданої орієнтації, як аксіальної, так і азимутальної орієнтації, тобто реалізує всі можливі переваги.

Застосування таких матеріалів дозволило підвищити термічну стабільність лопаток газових турбін та збільшити міцність двигунів [2].

Однак існує ряд проблем, які потребують свого рішення. Наприклад, обсяг наявних експериментальних даних за характеристиками конструкційної міцності нікелевих сплавів є недостатнім для розробки узагальнених сучасних моделей міцності та довговічності лопаток з монокристалічною структурою.

Список літератури

1. Качанов Е.Б. Состояние и перспективы развития работ по жаропрочным сплавам для лопаток турбин / Е.Б.Качанов // Технология лёгких сплавов, 2005. - №1-4. - С. 10-18.
2. Литые лопатки газотурбинных двигателей / Под ред. Е.Н. Каблова. - М.: «МИСИС». - 2001. - 632 с.

Вплив ефекту Доплера другого порядку на розподіл нейтронів

Шагалін Д.А. (науковий керівник - доц. В. Кіріченко)

Увага науковців до проблеми розподілу нейтронів за швидкостями та, відповідно енергіями, додатково позначився після оприлюднення планів створення нових ядерних енергетичних пристроїв з коефіцієнтом розмноження нейтронів $k < 1$, розробки нового способу вимірювання гравітаційного поля Землі за допомогою пучка нейтронів [1], успіхів у дослідженні швидкісного навантаження металів з допомогою нейтронної резонансної спектроскопії [2].

При аналізі результатів таких досліджень слід враховувати не тільки доплерівське розширення ліній нейтронних спектрів за рахунок ефекту Доплера 1-ого порядку, але і можливий вплив на них ефекту Доплера 2-ого порядку. Аналіз треба починати з причин появи цих ефектів.

При кімнатній температурі параметри резонансів змінені впливом теплового руху атомів і молекул середовища. Зміна форми резонансної кривої відбувається внаслідок теплового руху, суть якого полягає в наступному. Енергія нейтрона фактично є енергією відносного руху в системі нейтрон-ядро. Коли ядро знаходиться в стані спокою, різниця енергій в системах координат центра інерції та лабораторної враховується введенням сталого коефіцієнту і є несуттєвою.

Реальні ядра-мішені завжди беруть участь в тепловому русі. Хоча швидкості теплового руху цих ядер лише трохи менші за швидкості нейтронів, які порушили резонанси, тим не менше, тепловий рух помітно впливає на форму кривої резонансних піків через те, що ці піки є дуже вузькими за шкалою енергій. В результаті при однакових енергіях нейтронів в лабораторній системі координат енергії відносного руху різняться: вони збільшуються при русі атома в момент зіткнення назустріч нейтрону і зменшуються при русі атома в одному з нейтроном напрямку. Саме через це тільки частина нейтронів з енергією E має максимальний перетин взаємодії σ . Решта нейтронів має менший перетин.

В реакторах на теплових нейтронах головною причиною появи цих ефектів можна вважати зміну середньої температури всіх компонент активної зони. Традиційно поділяють ефекти на дві групи: перша, що за рахунок зміни температури призводить до розширення піків, (лінійний ефект Доплера), а друга, що обумовлена зміною температури і ядерних перетинів, призводить до зміни спектру теплових нейтронів (квадратичний ефект Доплера). Уповільнені нейтрони є тепловими, вони підлягають розподілу Максвелла - Больцмана. Спектр нейтронів має традиційний вигляд, пік розподілу припадає на найбільш ймовірну енергію.

Доплер-ефекти 1 і 2 порядку призводять до відносної зміни спектрів теплових нейтронів, що утворюються в результаті ядерних реакцій. Вплив лінійного ефекту є більш вагомим, ніж квадратичного. Це пояснюється більш

високою температурою палива, яка визначає поправку до енергії, відносно температури теплоносія.

Через те, що зміна ширини піків є наслідком зміни температури палива, а зсув спектру обумовлений зміною температури уповільнювача, в динаміці (за терміном запізнювання t) ці ефекти значно різняться.

Список літератури.

1. Realization of a gravity-resonance-spectroscopy technique / Nature Physics. Letter Nature Physics. – V. 7. – P. 468–472.
2. V.W. Yuan. Temperature of Shocked Materials. / V.W. Yuan e.a. // Physics Div. Los Alamos National Laboratory - 2007. – P. 39-42.